

Ф. В. Водолазский*, С. Л. Демаков, М. А. Шабанов

Уральский федеральный университет

имени первого Президента России Б. Н. Ельцина, г. Екатеринбург

*f.v.vodolazskiy@urfu.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-21Al-23Nb-1V

В работе проведено исследование интерметаллидного сплава Ti-21Al-25Nb-1V после термообработки по следующим режимам: нагрев 1060 °С, выдержка 20 минут, охлаждение с печью до 800 °С, выдержка 2 часа, нагрев до 900 °С, выдержка 1 час и закалка в воду. Установлено, что выделение α_2 -фазы происходит по границам при охлаждении до температуры 800 °С. Повышение температуры обработки до 900 °С и выдержка при данной температуре не приводит к увеличению ее количества.

Ключевые слова: интерметаллидный сплав Ti-21Al-23Nb-1V, фазовый состав, структура, РСФА, Ti₂AlNb.

F. V. Vodolazskiy, S. L. Demakov, M. A. Shabanov

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT REGIME ON STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND HARDNESS OF ALLOY Ti-21Al-23Nb-1V

The intermetallic alloy Ti-21Al-23Nb-1V after this heat treatment mode was investigated: heating 1060 °C, holding 20 minutes, cooling with furnace to 800 °C, holding 2 hours, heating 900 °C, holding 1 and quenching in water. It was found α_2 phase separation occurs along the boundaries when cooled to a temperature of 800 °C. Increasing the treatment temperature to 900 °C and holding at this temperature does not increase its quantity.

Key words: intermetallic alloy Ti-21Al-23Nb-1V, phase composition, structure, XRDA, Ti₂AlNb.

Сплавы системы Ti-Al-Nb являются перспективными жаропрочными сплавами с рабочими температурами до 700 °С [1]. Однако при производстве полуфабрикатов из данных сплавов может возникнуть ряд проблем, связанных с их низкой технологичностью. При охлаждении слитков или крупногабаритных поковок на воздухе может произойти их раскалывание из-за термических напряжений. Такой эффект происходит из-за дисперсной морфологии выделяющихся

фаз. Одним из вариантов решения этой проблемы является выбор режима охлаждения, при котором распад β -фазы происходит в верхнем интервале температур.

В работе [2] предлагалось ввести промежуточную ступень при температуре 900 °С, при которой происходит распад высокотемпературной β -фазы. При этом в ходе дальнейшего охлаждения не формируются дисперсные выделения О-фазы. Однако в данной работе не происходило значительное выделение α_2 -фазы (Ti_3Al). Выделение данной фазы в верхнем интервале температур повышает устойчивость β -фазы к распаду вследствие обеднения ее по алюминию. Поэтому в нашей работе была поставлена цель подобрать режим охлаждения, при котором помимо выделения О-фазы в верхнем интервале температур будет происходить выделение α_2 -фазы.

Материалом исследования в данной работе служил сплав $\text{Ti}-21\text{Al}-23\text{Nb}-1\text{V}$ (ат. %). Исходным состоянием в данном исследовании был горячекатаный лист толщиной 7 мм после горячей прокатки.

Нагрев образцов производился в лабораторной электрической печи по следующему режиму: нагрев до температуры 1060 °С, выдержка 20 минут, охлаждение с печью до 800 °С (1 образец), дальнейшая выдержка при этой температуре в течении 2 часов (2 образец), затем нагрев до 900 °С (3 образец), выдержка при этой температуре в течении 1 часа (4 образец). Для фиксации высокотемпературного состояния производилась закалка в воду.

При отжиге на температуру 1060 °С и последующей термообработке состав образцов представлен тремя фазами. Это β -фаза, большое количество О-фазы, небольшое количество α_2 -фазы, рис. 1. Период решетки β -фазы в ходе охлаждения до 800 °С (1 образец) и выдержки (2 образец) сначала повышается (рис. 2). Повышение периода в ходе охлаждения происходит за счет повышения удельного содержания ниобия в β -фазе, который имеет больший размер атома, чем титан и алюминий. Затем понижается в ходе нагрева до 900 °С, что свидетельствует о обеднении β -фазы по ниобию.

Анализ изменений микроструктуры показал, что значительных изменений в структуре не наблюдается (рис. 3). При охлаждении до 800 °С (образец 1) происходит распад β -фазы с образованием крупных пластин О-фазы от границ к центру β -зерна, в небольшом количестве присутствуют зоны вторичных образований О-фазы, так же присутствуют зоны свободные от распада (рис. 3, а). При выдержке при 800 °С в течение 2 часов (образец 2) зон, свободных от распада, практически не остается, происходит распад β -фазы с образованием вторичных выделений

О-фазы (рис. 3, б). Нагрев до 900 °С (образец 3) и выдержка при этой температуре в течении 1 часа (образец 4) приводит к растворению вторичных выделений и увеличению участков с β -фазой (рис. 3, в, г). Выделение α_2 -фазы происходит по границам при охлаждении до температуры 800 °С, повышение температуры до 900 °С и выдержка при данной температуре не приводит к увеличению ее количества, о чем свидетельствует анализ дифрактограмм и микроструктур (рис. 2 и 3).

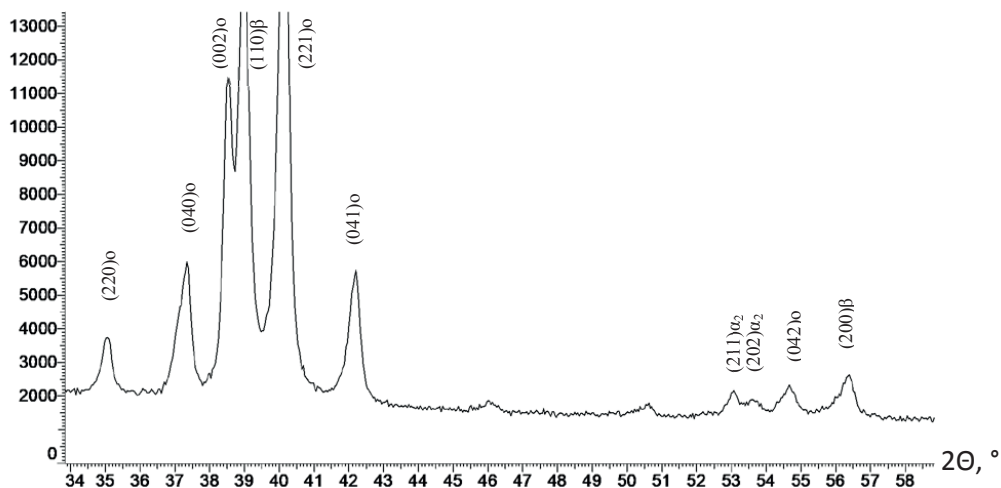


Рис. 1. Участок дифрактограммы образца сплава Ti–21Al–23Nb–1V после нагрева на температуру 1060 °С (выдержка 20 мин.), охлаждение с печью до 800 °С (выдержка 2 часа) (2 образец)

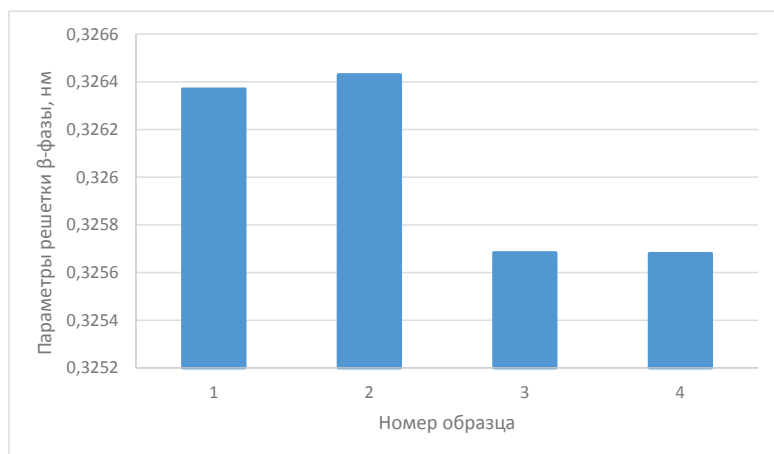


Рис. 2. График зависимости периода решетки β -фазы сплава Ti–21Al–23Nb–1V от режима термообработки

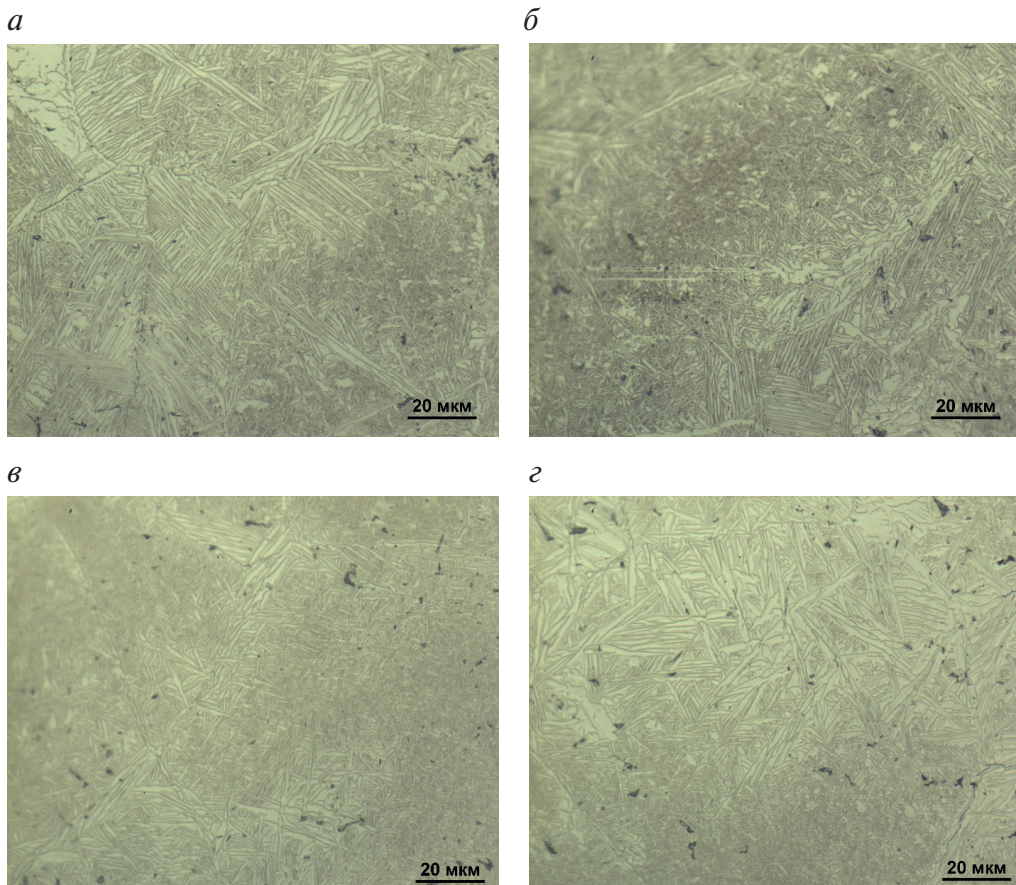


Рис. 3. Микроструктуры сплава Ti–21Al–23Nb–1V после различных режимов термообработки:

а — образец 1: нагрев до 1060 °С, 20 минут, охлаждение до 800 °С; *б* — образец 2: охлаждение до 800 °С, выдержка 2 ч; *в* — образец 3: охлаждение до 800 °С, выдержка 2 ч, нагрев до 900 °С; *г* — образец 4: охлаждение до 800 °С, выдержка 2 ч, нагрев до 800 °С, выдержка 1 ч

Изменения твердости при термообработке (рис. 4) хорошо коррелируют с данными периода решетки β -фазы (рис. 2), что свидетельствует о том, что в основном твердость сплава Ti–21Al–23Nb–1V определяется твердостью β -фазы. Чем выше удельное содержание ниобия в β -фазе, тем она мягче, тем ниже твердость сплава Ti–21Al–23Nb–1V. Структура при этом меняется незначительно и не оказывает серьезного влияния на уровень твердости. Понижение твердости образца 4 по сравнению с образцом 3 связано с некоторым укрупнением выделений О-фазы.

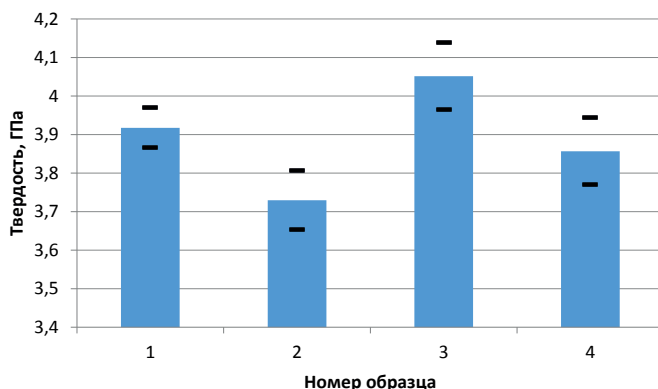


Рис. 4. Зависимость изменения твердости от режима термообработки сплава Ti–21Al–23Nb–1V

Таким образом, по полученным данным можно сделать следующие выводы:

В ходе экспериментов установлены изменения структурного состояния и фазового состава интерметаллидного сплава Ti–21Al–23Nb–1V в процессе охлаждения со ступенями при температурах 800 и 900 °С. Обнаружено, что распад β -фазы происходит с образованием небольшого количества α_2 -фазы по границам зерен и выделением значительного количества О-фазы.

Показано, что твердость материала коррелирует с изменением периода решетки β -фазы и уровнем легированности β -фазы по ниобию. Понижение удельного содержания ниобия при увеличении температуры обработки приводит к повышению твердости.

Установлено, что выделение α_2 -фазы происходит по границам при охлаждении до температуры 800 °С. Повышение температуры обработки до 900 °С и выдержка при данной температуре не приводит к увеличению ее количества.

Работа выполнена в рамках гос.задания Минобрнауки РФ (№ 11.8386.2017/БЧ).

ЛИТЕРАТУРА

- 1 Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti–Al–Nb system / A. K. Gogia [and others] // Intermetallics. 1998. V. 6, Is. 7–8, P. 741–748.
- 2 Водолазский Ф. В., Шабанов М. А. Изучение влияния режимов термической обработки на структуру, фазовый состав и твердость сплава Ti–21Al–23Nb–1V // Уральская школа молодых металлургов. Материалы XVIII Международной научно-технической Уральской школы-семинара молодых ученых — металлургов. Екатеринбург : УрФУ, 2017. С. 262–266.